

論文

2相ステンレス鋼の腐食挙動におよぼす
冷間加工と 475°C 時効の影響滝沢貴久男*・志水 康彦*・樋口 義弘*・田村 今男*²Effects of Cold Work and 475°C Aging on Corrosion Behavior of
Duplex Stainless Steel

Kikuo TAKIZAWA, Yasuhiko SHIMIZU, Yoshihiro HIGUCHI, and Imao TAMURA

Synopsis:

The effects of cold working and 475°C aging on corrosion behavior of the active and pitting region of duplex stainless steel have been studied in sulfuric acid and chloride media. The main results obtained were summarized as follows:

In a 5% H₂SO₄ solution at boiling or 60°C, the corrosion loss and the critical current density for passivation of duplex stainless steels increased with the progress of aging and the increase in α content. The anodic current maximum in the active region was separated into two peaks with the progress of aging. This separation was observed obviously with specimens containing large amount of α , aging for long time and undergoing large degree of working, and that was attributable to the decrease in corrosion resistance of α . In case of a 5% H₂SO₄ solution containing NaCl, the separation of the anodic current maximum in the active region was not clear, however, preferential dissolution phase of specimens in active region was the same as that in the solution free from NaCl.

In 3% NaCl solution at 30 and 70°C, it was found that pitting potential had a tendency to become less noble with the progress of aging, and by preworking before aging for specimens containing large amount of α . When unworked specimens were subjected to aging, pits produced with anodic polarization occurred in α and grew preferentially in α .

1. 緒 言

フェライト (α)・オーステナイト (γ) 相からなる 2 相ステンレス鋼は、塩化物環境における応力腐食割れや孔食など¹⁾²⁾に対して高い抵抗を有しているほかに、引張強度、疲労強度など³⁾⁴⁾種々な機械的性質にも優れているため広範囲な利用が期待されている。また、冷間加工による γ の加工硬化、475°C 時効熱処理による α の強化あるいは加工と熱処理の組み合わせによる組織の微細化などによつて 2 相ステンレス鋼の機械的性質を一段と向上させられることが見出され⁵⁾⁶⁾最近注目されているが、機械的性質の向上を目的としたこのような加工、熱処理が耐食性に及ぼす影響についてはほとんど明らかにされていない。

そこで、著者らはこれらの点に着目した一連の検討を行い、これまでに応力腐食割れ^{7)~9)}、活性態溶解および孔食挙動¹⁰⁾との関連について明らかにしてきた。さらに、本研究は α/γ 比の異なる 2 相ステンレス鋼に冷間加工および 475°C 時効熱処理を行い、それに伴う組織変化が硫酸あるいは塩化物水溶液中での活性溶解、孔食

挙動にどのような影響を及ぼすかについて検討した。

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材

本実験に用いた試料は前報¹⁰⁾と同じでこれらの成分の分析結果および α 量を Table 1 に示す。これらを前報¹⁰⁾に示した製造方法によつて仕上がり板厚が 0.2 あるいは 0.4 mm、冷間加工率が 0, 15, 30 および 50% にし、また孔食が優先的に発生、成長する相を観察するために各試料について α/γ 粗大混合組織をもつ試料も作製した。さらに、このようにして作製した試料を 475°C で種々な時間真空中で等温時効を行った。なお、475°C での時効は α が 2 相分離 ($\alpha \rightarrow \alpha_1 + \alpha_2$) を起こして 475°C 脆性を示す可能性のある熱処理である⁶⁾。おのお

Table 1. Chemical composition of specimens (wt%).

Specimen	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N	α (%)
A	0.025	0.46	1.32	0.020	0.005	4.65	22.82	1.11	0.016	80
B	0.025	0.49	1.42	0.019	0.005	5.92	23.15	1.11	0.016	61
C	0.029	0.49	1.38	0.020	0.005	7.60	23.16	1.11	0.018	51
D	0.024	0.48	1.39	0.020	0.005	10.52	22.84	1.08	0.016	23

昭和 56 年 11 月本会講演大会にて発表 昭和 58 年 6 月 15 日受付 (Received June 15, 1983)

* 東京三洋電機(株)自動販売機事業部 (Vending Machine Division, Tokyo Sanyo Electric Ltd., 160-1 Maezuna Fukiage-cho Kitaadachi-gun Saitama pref. 369-01)

*2 京都大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Kyoto University)

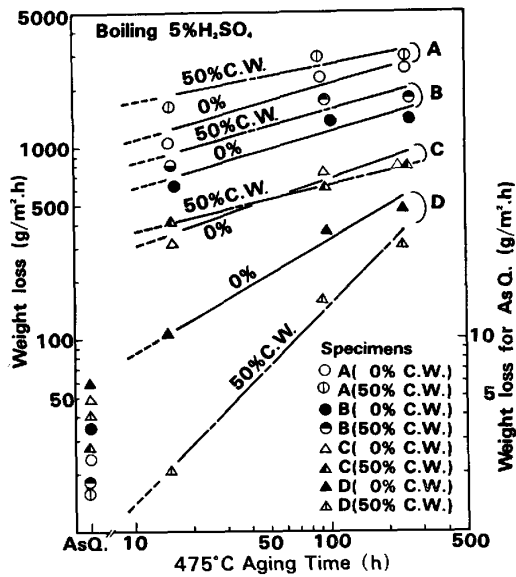


Fig. 1. Effects of 475°C isothermal aging and cold working on the corrosion loss of specimens in boiling 5% H_2SO_4 .

の試料は最終表面を #0/5 のエメリー紙あるいはダイヤモンドペーストで研磨した後、アセトン中で超音波洗浄してそれぞれの腐食試験に供した。

2.2 実験方法

試料の活性態域における耐食性を調べるため、5% H_2SO_4 および 5% $H_2SO_4 + 0.01, 1\% NaCl$ の各沸騰溶液中での腐食による重量減少量を浸漬試験により求めた。また、 H_2SO_4 を基本とする各溶液中 (60°C) における試料の電気化学的分極挙動の検討ならびに優先溶解相の観察を行った。一方、耐孔食性は各試料の 3% $NaCl$ 溶液中 (30, 70°C) における孔食電位で評価し、また孔食が優先的に発生、成長する相の観察は粗大混合組織にした試料を用いて行った。なお、電気化学的分極測定 (SCE 基準)、活性態並びに孔食域における優先溶解相の観察はいずれも前報¹⁰⁾の方法に従い、組織観察には光学顕微鏡を用いた。

3. 実験結果および考察

3.1 硫酸中における腐食挙動

Fig. 1 に沸騰 5% H_2SO_4 溶液中における各試料の腐食量に及ぼす加工と 475°C 時効時間の関係を示す。各試料の腐食量は時効の進行につれて増大する。なお、前報¹⁰⁾にも示したように未時効材 (図中の AsQ.) の腐食量は同じ加工率どうして比較した場合 α 量の多い試料 A が最も少なく、試料 B, C, D と α 量の減少につれて増大するが、時効材の腐食量は試料 A が最も多く、試料 D が最も少なくなり腐食の傾向が逆転する。また加工の影響についてみると、未時効材の腐食量は加工を加える

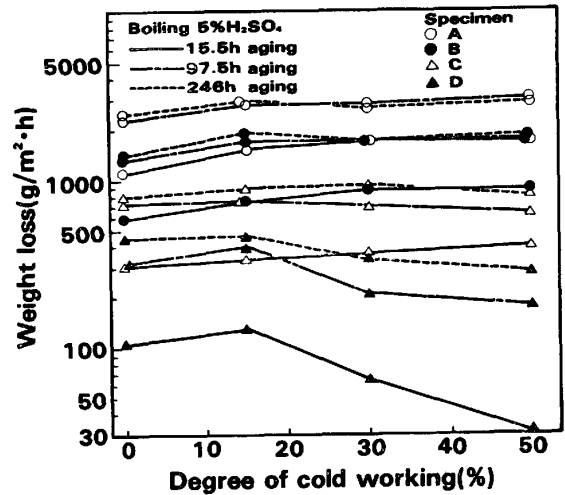


Fig. 2. Effects of cold working and 475°C isothermal aging on the corrosion loss of specimens in boiling 5% H_2SO_4 .

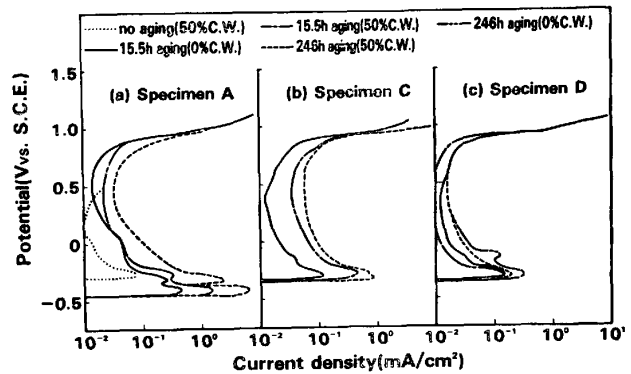
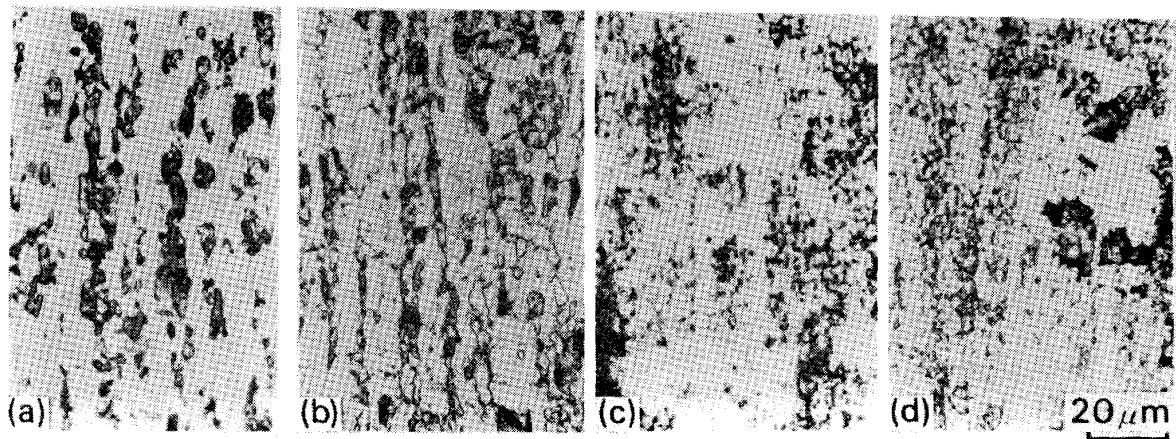


Fig. 3. Effects of 475°C isothermal aging and cold working on the anodic polarization curves of specimens in 5% H_2SO_4 at 60°C.

と減少するが、時効すると試料 A, B では腐食量が増大する。しかし、 α 量が減少するにつれて加工材を時効しても腐食量の増加は認めにくくなり、試料 D では 246 h 時効後も加工材の方が腐食量が少なくなる。このような傾向は Fig. 2 から明らかである。すなわち、未時効材の場合は α 量が多く、また加工した試料ほど活性溶解が抑制されたが、時効すると逆に α 量の多い加工した試料ほど活性溶解が促進される。

Fig. 3 に 60°C の 5% H_2SO_4 溶液中で測定した試料 A, C, D のアノード分極曲線に及ぼす加工および 475°C 時効の影響を示す。試料 A の場合、15.5 h の時効で不動態化限界電流密度 (i_{crit}) が増大し活性態ピークが 2 つに分離 (-0.325, -0.4 V) してくる。また、自然電位 (E_{corr}) が卑となり活性態域が拡大するが、貴側ピーク電位は未時効材の活性態ピーク電位とほぼ一致したままで新たに出現した卑側の第 2 アノードピークの分が活性態域の拡大に主に寄与している。さらに、246 h 時



(a) Specimen A, 50% C. W., -0.32 V (b) Specimen A, 50% C. W., -0.47 V
 (c) Specimen D, 0% C. W., $-0.43\text{ V} \leftrightarrow -0.10\text{ V}$
 (d) Specimen D, 0% C. W., -0.43 V

Photo. 1. Microstructures of specimen A and D aged at 475°C for 246 h after dissolution at constant potential in 5% H_2SO_4 at 60°C . (no etching)

効するこのピークの分離がいつそう明瞭になると同時に i_{crit} が増大し、第2アノードピークでその値は約 7 mA/cm^2 になる。また、加工によつて時効後の i_{crit} が増大させられることは 15.5 h 時効材の結果から明らかである。試料Cの場合、 i_{crit} は加工および時効によつて増大するが、試料Aと比べると小さく、活性態ピークの分離も不明瞭で 246 h 時効材にわずかに認められる程度である。さらに、試料Dになると i_{crit} はいつそう小さくなるが、加工材ではさらに小さくなり、0% 加工材と 50% 加工材の時効後の i_{crit} は逆転する。また、0% 加工材を 246 h 時効すると通常の活性態ピーク電位 (-0.35 V) よりも貴な -0.13 V 付近に第2アノードピークが認められるようになる。なお、各試料の時効にともなう i_{crit} の変化は Fig. 1 に示した浸漬試験の結果と傾向が良く一致している。

次に、 60°C の 5% H_2SO_4 溶液中で $475^\circ\text{C} \times 246\text{ h}$ 時効した試料AおよびDをそれぞれの活性態溶解域で定電位保持した後の顕微鏡組織を Photo. 1 に示す。試料Aは 50% 加工材を、また、試料Dは 0% 加工材を時効したものについて示す。試料Aの場合、 -0.32 V 保持 (a) では γ が溶解し α は溶解しない。 -0.47 V 保持 (b) では α, γ が溶解するが γ の溶解は (a) に比べると大幅に抑制されている。すなわち、活性態分離ピークの貴側アノードピークは γ 、卑側の第2アノードピークは主に α の溶解電流に起因している。(c) は試料Dについて $-0.43\text{ V} \leftrightarrow -0.1\text{ V}$ を繰り返し掃引した後の組織を示す。試料Dはアノード分極曲線に現れる貴側のピーク電位 (-0.13 V) で保持すると、アノード電流が零に収束する傾向があり溶解が進行しない。しかし、繰り返して掃引すると α, γ が溶解する。一方、(d) に示すよう

Table 2. Preferential dissolution phases in the active region of specimens aged at 475°C for 246 h.

Specimen	Potential (V vs. S. C. E.)	0% C. W.	50% C. W.
A	E_{corr}	$\alpha + \gamma (\gamma^*)$	$\alpha + \gamma$
	-0.32 -0.40	γ $\alpha + \gamma$	γ $\alpha + \gamma$
B	E_{corr}	$\alpha + \gamma$	$\alpha + \gamma$
	-0.36	α	$\alpha + \gamma$
C	E_{corr}	α	α
	-0.36	α	α
D	E_{corr}	α	α
	-0.36	α	α

* 60°C

に卑側アノードピーク電位付近 (-0.43 V) で保持すると α だけ溶解し γ はほとんど溶解しない。すなわち、試料Dについても貴側アノードピークは γ 、卑側アノードピークは α の溶解電流に起因しているものと考えられ、さらに α 量の減少につれて活性態ピークは貴側に移行する。また優先溶解相は未時効材¹⁰⁾では認められなかつた電位依存性を示す。なお、沸騰 5% H_2SO_4 溶液に自然浸漬した場合の優先溶解相は 0%, 50% 加工材のいずれにおいても試料 A, B では α, γ (主に α が溶解)、試料 C, D では α であるが、溶液温度が 60°C になると γ が変わる (Table 2 参照)。Table 2 に 5% H_2SO_4 溶液中における 246 h 時効材の優先溶解相を E_{corr} および活性態ピーク電位下で整理した結果を示す。溶液温度は自然浸漬の場合沸騰 (一部 60°C)、定電位保持の場合 60°C で、また試料Aについては貴側、卑側のアノードピーク、他の試料については卑側のアノードピークの結果について示してある。

Fig. 4 に 50% 加工後 246 h 時効した試料 A, D の 5% H_2SO_4 溶液 (60°C) 中における E_{corr} の経時変化 (a) および 10 min 経過後に測定したアノード・カソー

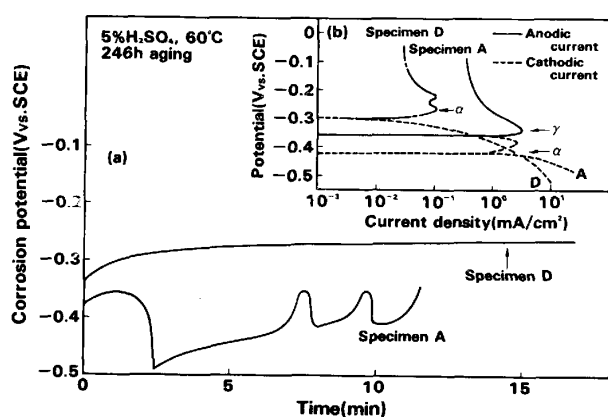


Fig. 4. Change in corrosion potential and anodic and cathodic polarization curves of specimen A and D in 5% H_2SO_4 at 60°C.

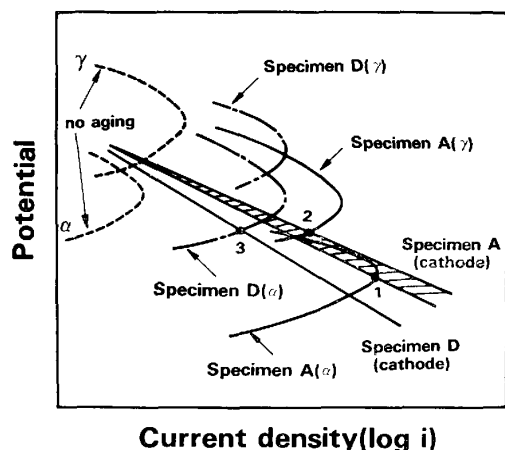


Fig. 5. Schematic figure illustrating potential dependence of preferential dissolution phase in 5% H_2SO_4 of specimen A and D aged at 475°C for long time.

ド分極曲線 (b) を示す。試料Aの場合 E_{corr} は -0.4 V 前後に大きく変動しているが、試料Dでは電位変動は認められない。また、両試料とも E_{corr} は徐々に貴方向に移行する傾向にあり、これらは上述の溶液温度を低下させることに伴う優先溶解相の変化と関連しているものと考えられる。さらにアノード・カソード分極曲線の測定結果をみると、試料Aは -0.35 V からのカソード分極過程において -0.42 V 付近にアノード域の存在を予測させるカソード吸収域 (一時的アノード電流) が認められた後定常状態でカソード反応が進行する。試料Dではそのような吸収ピークは認められない。また、カソード分極は試料AよりDの方が大きい。

以上の結果より、時効材の優先溶解相が電位依存性を示す理由は模式的に Fig. 5 のように考えられ、例えば試料 A, D のアノード分極曲線はそれぞれ α , γ に分離して示すことができる。図中の破線は未時効材のアノード分極曲線を示し、また実線および一点破線はそれぞ

れ時効した試料AおよびDのアノード分極曲線を示している。未時効の場合、 α は耐食性が優れている¹⁰⁾ ために容易に自己不働態化する (α の活性態域は実際には認められない)。従つて未時効材の優先溶解相は常に γ となることが理解できる。一方、時効が進行することによつて α および γ のアノード反応が促進させられ活性態ピークが増大する。また、試料Aにおいては時効後のカソード反応も試料Dのそれに比べて促進させられており、 E_{corr} はアノードあるいは斜線で示したようにカソード反応のわずかな変化で図中の1あるいは2の位置をとることが予測できる。このことは上述した E_{corr} の経時変化並びに優先溶解相の観察結果 (α , γ の溶解) からいえる。なお、試料Dではカソード反応が抑制されているため E_{corr} は図中3の位置をとり優先溶解相は α となる。

2相ステンレス鋼の腐食挙動が 475°C 時効によつて変化する原因としてスピノーダル分解にもとづく α の2相分離や Cr 炭化物の析出をあげることができる。本試料の α は時効によつて2相分離を起こす可能性があり⁷⁾、また2相分離は Fe-Cr 合金で報告¹¹⁾ されているようにアノード分極曲線の活性態域に影響を及ぼすものと思われる。Fig. 3 に示したように、本試料のアノード分極曲線の活性態ピークの分離並びに i_{crit} の増大は時効の進行につれて、また α 量の多い試料ほど著しい。さらに、本試料は長時間時効しても硬度は上昇するが低下を起こさないという2相分離の特徴を有している⁷⁾。これらのことから、時効の進行につれて耐食性が低下する主な原因は α の2相分離にあるものと推察できる。しかし、後述するように時効した加工材の γ 中には Cr 炭化物と思われる析出物が光学顕微鏡でも観察されるようになり、また高珪素2相ステンレス鋼の 500°C 付近での時効において $(Cr, Fe)_{23}C_6$ 型炭化物の析出が報告¹²⁾ されていること、さらに Fig. 3 に示したように γ に対応する活性態ピークの i_{crit} が α の場合と同様に時効の進行につれて増大していることなどから、腐食挙動に及ぼす 475°C 時効の影響の中には γ 中での Cr 炭化物析出による相乗作用も含まれているものと考えられる。

3.2 塩素イオンを含む硫酸中での腐食挙動

Fig. 6 に NaCl を 0.01 および 1% 含んだ 60°C の 5% H_2SO_4 溶液中における 246 h 時効材のアノード分極曲線を、また Fig. 7 にそれぞれのアノード分極曲線から求めた i_{crit} と NaCl 濃度、加工の関係を示す。Fig. 6 に示すように 0.01% NaCl の場合、いずれの試料においても分極曲線に大きな影響は認められないが、

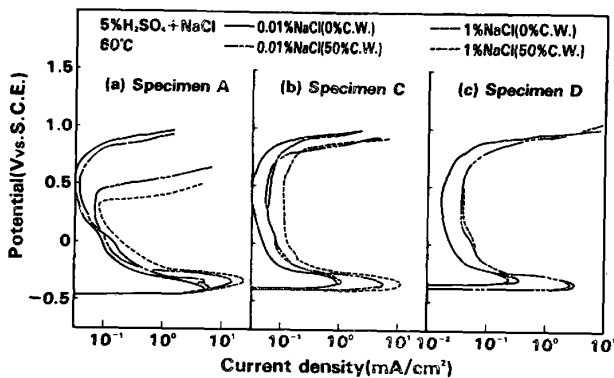


Fig. 6. Effects of cold working and NaCl concentration on the anodic polarization curves in 5% H₂SO₄ at 60°C of specimens aged at 475°C for 246 h.

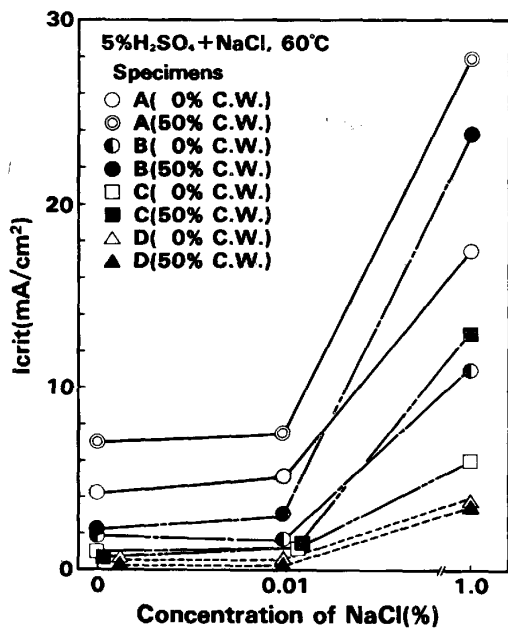
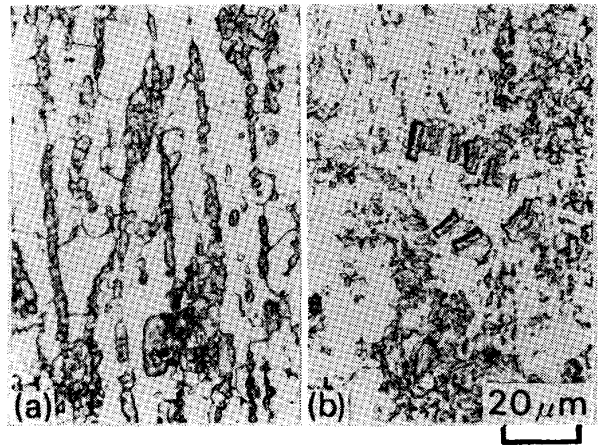


Fig. 7. Effects of cold working and NaCl concentration on the critical current density for passivation of specimens in 5% H₂SO₄ at 60°C.

1%NaCl になると i_{crit} が著しく増大し試料Aでは孔食発生電流が認められるようになる。なお、NaCl の増加につれて活性態ピークの分離は認められなくなるが、これは一般に腐食促進因子といわれている塩素イオン (NaCl) を添加したことにより α , γ の活性態域が拡大して合体し、みかけ上ピークの分離が認められなくなったものと考えられる。また、Fig. 7 にも示すように i_{crit} は α 量の多い試料ほど大きく、さらに試料 A, B, C の場合加工によつて増大するが試料Dでは NaCl を添加しなかつた場合と同様に加工することによつて小さくなり (0% 加工材: 3.8 mA/cm², 50% 加工材: 3.7 mA/cm²) 活性溶解が抑制される傾向にある。このように、475°C 時効した 2 相ステンレス鋼の H₂SO₄+NaCl 溶液中における耐食性は加工の有無にかかわらず α 量



(a) Specimen A, 0% C. W. (b) Specimen D, 0% C. W. Photo. 2. Microstructures of specimen A and D aged at 475°C for 246 h after dissolution in boiling 5% H₂SO₄ containing 1% NaCl. (no etching)

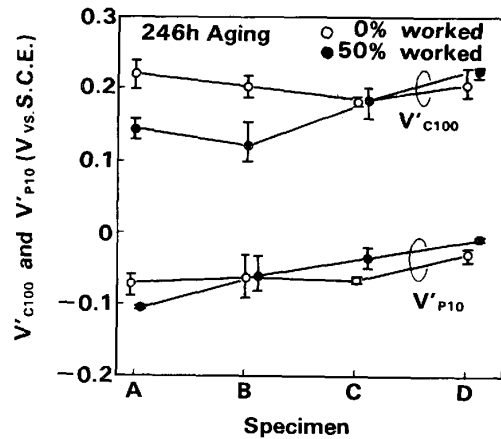


Fig. 8. Pitting (V'_{C100}) and protection potential (V'_{P10}) in 3% NaCl at 30°C of specimens aged at 475°C for 246 h.

が少ないほど優れている。

Photo. 2 に 246 h 時効した試料 A および D を沸騰 5% H₂SO₄+1% NaCl 溶液中に自然浸漬した後の顕微鏡組織を示す。試料Aは γ , α (主に γ が溶解) の溶解が観察されるが、試料Dでは α が優先的に溶解して γ はほとんど溶解しない。50% 加工材についても同様で、優先溶解相は NaCl を含まない場合と本質的な相違はないものと思われる。

3.3 食塩水中における耐孔食性

Fig. 8 に 30°C の 3% NaCl 溶液中における 246 h 時効材のアノード分極曲線から求めた孔食電位 (V'_{C100}) および孔食停止電位 (V'_{P10}) を示す。ここでの V'_{C100} および V'_{P10} は前報¹⁰⁾ に述べた方法により決定した。0% 加工材の V'_{C100} は α 量の最も多い試料Aの約 0.22 V から試料 B, C と α 量が減少するにつれて卑になる傾向にあるが、試料Dでは再び貴となる。50% 加工材の

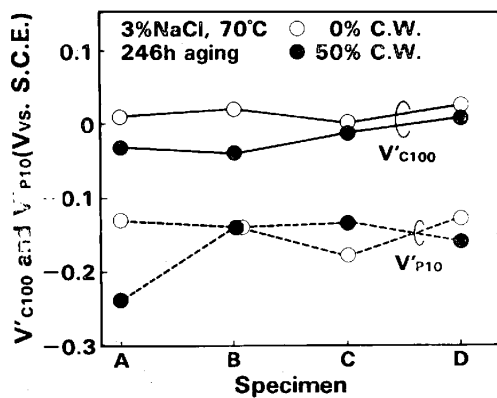
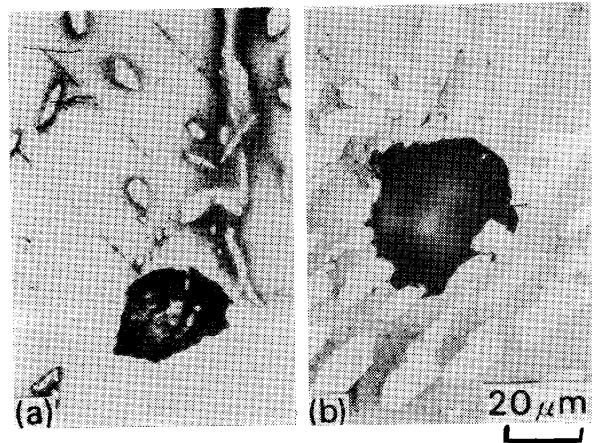


Fig. 9. Pitting (V'_{C100}) and protection potential (V'_{P10}) in 3% NaCl at 70°C of specimens aged at 475°C for 246 h.

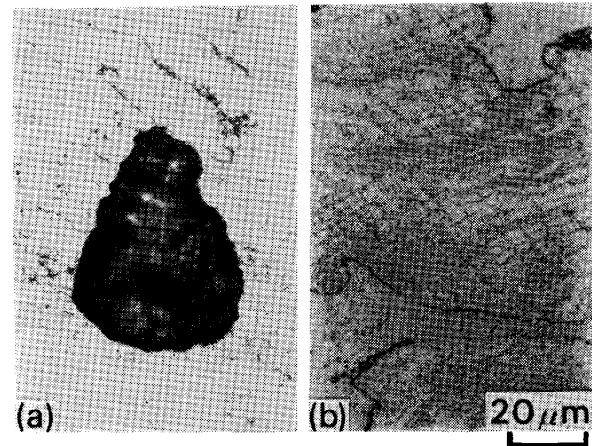
V'_{C100} は試料Bが最も卑な傾向にあるが試料C, Dでは貴になる。また、試料A, Bの V'_{C100} は0%加工材よりも50%加工材の方が約0.1V卑であるが、試料Cではそれらの V'_{C100} はほぼ同程度、さらに試料Dになると逆に50%加工材の方が若干貴となる傾向がある。すなわち、アノード分極曲線から推定される時効材の耐孔食性は0%加工材の場合 α 量の最も多い試料Aが、また50%加工材の場合 α 量の最も少ない試料Dがそれぞれ最も優れているといえる。しかし、未時効材の V'_{C100} ¹⁰⁾に比べるとそれらの V'_{C100} はいずれも0.18~0.36V卑側にあり、時効によつて耐孔食性が低下することがわかる。次に V'_{P10} についてみると、0%加工材の場合試料A, B, Cの間にほとんど相違は認められないが、試料Dになると若干貴な傾向にある。50%加工材の場合の V'_{P10} は(卑)試料A<B<C<D(貴)の順となる。また試料Aでは0%加工材の方が、試料C, Dでは50%加工材の方がそれぞれ50%加工材および0%加工材よりも V'_{P10} が貴な傾向にある。なお、 V'_{P10} については未時効の場合のそれ¹⁰⁾と大差はない。同様に溶液温度が70°Cの場合の結果をFig. 9に示す。いずれの鋼種においても V'_{C100} は0V付近にあり、30°Cの場合と比べて孔食感受性が著しく高くなっている。また、 V'_{C100} に及ぼす鋼種の影響は、50%加工材の場合に試料C, Dで若干貴な傾向として認められるが、0%加工材ではほとんど認められない。しかし、 V'_{C100} および V'_{P10} と鋼種の関係は全体的に30°Cの場合のそれと傾向が似ている。

Photo. 3に粗大混合組織にした試料A, Cの0%加工材を310h時効した後、30°Cの3%NaCl溶液中で孔食電流密度が1mA/cm²になるまでアノード分極した後の組織を示す。なお α , γ を識別するために分極後試料表面を村上試薬でエッチングした。島状の白色部は



(a) Specimen A, 0% C. W., 475°C×310 h aging
(b) Specimen C, 0% C. W., 475°C×310 h aging

Photo. 3. Appearance of the pitting within α .



(a) Appearance of the pitting in α and γ
(b) Enlarged photograph of γ

Photo. 4. Microstructures of specimen C aged at 475°C for 310 h after cold working.

γ , 黒色の母相は α である。試料Aを時効した場合、 α は表面研磨などによつても簡単に双晶変形を起こすようになる。そして、(a)に示すように孔食は双晶の交差部や双晶線上で発生して α 中を成長していく。試料Bもほぼ同じ挙動を示した。試料CおよびDでは双晶は認められないが、孔食は試料A, Bと同様に α 部で発生し、 γ を避けながら α 中を選択的に成長していく((b)に試料Cについて示す)。このように α の耐孔食性は時効によつて低下させられる。そして α 量の多い試料では双晶が孔食の起点になる。一方未時効材の場合、孔食の発生、成長場所はいずれの試料においても、また加工の有無にかかわらず常に γ であつた¹⁰⁾。

次に、試料Cの70%加工材を310h時効した場合の結果をPhoto. 4に示す。上述したように、0%加工材において孔食の発生、成長する相は α であつたが、加工材を時効すると(a)に示すように孔食は α , γ 中へ相に關係なしに成長していくことが多くなり γ の耐孔食性

も低下していることがわかる。これは加工によつて軟質な γ (0% 加工材: $HV_{\gamma} = 200$, $HV_{\alpha} = 240$) 中に多数の変形帯ができ、さらにその後の時効でこれらの変形帯上に (b) に示すように Cr 炭化物と思われるものが多数析出し、そのために γ 中の Cr 濃度が減少して γ の耐孔食性が低下したものと考えられる。一方、 α 中では γ 中におけるより拡散が容易でしかも溶解度が減少するにもかかわらずこのような析出物は認められない。このことは、 α 中では普通の核発生、成長による炭化物析出反応とは別の反応、すなわちスピノーダル分解に起因した 2 相分離が起こっていることを示唆しており、それによつて前述の活性溶解の場合と同様に α の耐孔食性が低下させられたものと推察できる。

4. 結 言

2 相ステンレス鋼の活性態域における溶解および孔食挙動に及ぼす冷間加工と 475°C 時効の影響を硫酸および塩化物を主とした水溶液中で検討し、以下の結果を得た。

(1) 沸騰あるいは 60°C の 5% H_2SO_4 溶液中の場合、各試料の腐食量および i_{crit} は時効の進行につれて、また α 量が増加するにつれて増大し活性溶解が顕著になる。 α 量の多い試料は加工によつて時効後の活性溶解が促進されるが、 α 量の減少につれてその傾向は小さくなり、 α 量の最も少ない試料 D では逆に加工によつて時効後の活性溶解が抑制される。時効によつてアノード分極曲線の活性態ピークは 2 つに分離され活性態域が拡大する。この分離現象は α 量が多く時効時間が長い加工材ほど明瞭で α の耐食性の低下に起因している。なお、貴側の活性態ピークは γ 、卑側の活性態ピークは主に α の溶解と対応しており、時効すると活性態域における優先溶解相は電位依存性を示すようになる。

(2) 60°C の 5% H_2SO_4 + NaCl 溶液中の場合、時効材の i_{crit} は 0.01% NaCl の添加ではほとんど影響を受けないが、1% NaCl になると著しく増大する。0.01、1% NaCl 添加のいずれの場合においても時効材の i_{crit}

は α 量が多くまた加工を受けた試料ほど大きい。最も少ない試料 D では加工により小さくなり活性溶解が抑制される。なお、NaCl を添加すると活性態ピークの分離は不明瞭になるが、活性態域での優先溶解相は NaCl を含まない場合と本質的な相違はない。

(3) 30°C および 70°C の 3% NaCl 溶液中における各試料の孔食電位は時効すると卑になり耐孔食性が低下する。また、 α 量の多い試料は加工によつて時効後の耐孔食性が一段と低下させられる傾向にあるが、 α 量の減少につれてその傾向はなくなる。30°C の 3% NaCl 溶液中でアノード分極によつて生じた孔食は、0% 加工材を時効した場合、 α から発生し α 中を選択的に成長していく。そして、 α 量の多い試料では双晶が孔食の起点になる。一方、70% 加工材を時効した場合、孔食は α 、 γ のいずれからも発生して両相中へ成長していく。

(4) 長時間時効すると α は 2 相分離によつて、また γ は Cr 炭化物の析出によつてそれぞれの耐食性が低下させられるものと推定される。

文 献

- 1) 水野 誠, 鈴木隆志: 日本金属学会会報, 8 (1969), p. 716
- 2) 小若正倫, 長野博夫, 鈴木英次郎: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1953
- 3) R. C. GIBSON, H. W. HAYDEN, and J. H. BROPHY: Trans. ASM, 61 (1968), p. 85
- 4) S. FLOREEN and H. W. HAYDEN: Trans. ASM, 61 (1968), p. 489
- 5) 田村今男, 友田 陽, 山岡幸男, 金谷三郎, 小沢正俊, 赤尾 明: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 454
- 6) 田村今男, 磯上勝行, 牧 正志, 藤原正二: 日本金属学会誌, 40 (1976), p. 353
- 7) K. TAKIZAWA, Y. SHIMIZU, E. YONEDA, and I. TAMURA: Trans. ISIJ, 22 (1982), p. 325
- 8) 滝沢貴久男, 志水康彦, 米田英作, 庄司戈止, 田村今男: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 617
- 9) 滝沢貴久男, 志水康彦, 樋口義弘, 田村今男: 鉄と鋼, 69 (1983), p. 829
- 10) 滝沢貴久男, 志水康彦, 樋口義弘, 田村今男: 鉄と鋼, 69 (1983), p. 1448
- 11) 水戸正治, 菅原英夫: 日本金属学会誌, 38 (1974), p. 22
- 12) 西村 強, 若宮辰也, 林田 博, 山岡幸男: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 682